

## Zeitliche Entwicklung des Verbundes von AR-Glas- und Kohlenstofffaser-Multifilamentgarnen in zementgebundenen Matrices\*

Marko Butler<sup>1</sup>, Simone Hempel<sup>2</sup>, Viktor Mechtcherine<sup>3</sup>

**Zusammenfassung:** Mit zunehmendem Alter zeigt das Verbundverhalten von Multifilamentgarnen aus alkaliresistentem Glas (AR-Glas) oder Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Zusammensetzung der zementgebundenen Matrix eine sehr unterschiedliche Entwicklung. Während bei AR-Glas teilweise drastische Verluste des Leistungsvermögens zu verzeichnen sind, treten diese bei Kohlefasern nicht auf. Zur Untersuchung der Phänomene wurden beidseitige Garnauszugversuche durchgeführt und die Interphase zwischen Filamenten und Matrix im Rasterelektronenmikroskop (ESEM) untersucht. Die unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften stehen in Zusammenhang mit verschiedenen ausgeprägten Mikrostrukturen der Interphasen. Welche Ursachen die unterschiedliche morphologische Entwicklung der Interphasen hat, ist Gegenstand aktueller Arbeiten.

**Summary:** The bond behaviour between multifilament yarns made of AR-Glass or Carbon develops in very different manner with increasing age, depending on composition of cementitious matrix. While AR-glass composites can show in part pronounced losses of strength and ductility, these do not occur to carbon composites. Double-side yarn pullout tests were carried out and the interphases between filaments and matrix were studied in electron microscope (ESEM) in order to investigate these phenomena. Different mechanical properties are related to various microstructure morphologies of the interphases. The clarification of causes of the different morphological evolution of interphase is subject of the current research work.

---

\* Dies ist eine begutachtete Veröffentlichung./This is a peer-reviewed paper.

Online verfügbar/Online available: [urn:nbn:de:bsz:14-ds-1244045698955-31655](https://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:14-ds-1244045698955-31655)

<sup>1</sup> Dr.-Ing., Institut für Baustoffe, TU Dresden

<sup>2</sup> Dipl.-Ing., Institut für Baustoffe, TU Dresden

<sup>3</sup> Prof. Dr.-Ing., Institut für Baustoffe, TU Dresden

## 1 Einleitung

Bei nahezu allen Anwendungen ist das dauerhafte Leistungsvermögen von textildbewehrten Betonen (TRC), d.h. eine hinreichend hohe Zugfestigkeit und Duktilität auch am Ende der technischen Nutzungsdauer, von entscheidender Bedeutung. Minderungen der mechanischen Leistungsfähigkeit des Verbundwerkstoffes können sich neben der Degradation der mineralischen Matrix (die Schädigungsmechanismen gleichen hier weitgehend denen konventioneller Betone) auch aus Veränderungen im Verbund zwischen Matrix und Filamentgarnbewehrung ergeben (z.B. [1, 2, 3]). Bei Bewehrungen aus AR-Glas kann zudem eine je nach Matrixzusammensetzung unterschiedlich stark ausgeprägte Korrosion der Bewehrungsfasern stattfinden (z.B. [2, 4, 5]). Eine eingehende Darstellung und Diskussion möglicher Schädigungsmechanismen an AR-Glasfaserkompositen erfolgt in [6]. In zementgebundenen Verbundwerkstoffen mit Kohlefasern findet keine Faserkorrosion statt, da die Filamente inert gegenüber alkalischem Angriff sind [7]. Änderungen des Leistungsvermögens mit zunehmendem Alter wurden dennoch festgestellt. In [1] wird von zunächst zunehmender Festigkeit und Duktilität von Betonen mit Kohlefasern berichtet, mit zunehmendem Alter stellten sich aber Verschlechterungen ein. In [8] wurden dagegen nur steigende Tendenzen der genannten Parameter innerhalb des Untersuchungszeitraumes von 360 Tagen beobachtet. In diesem Artikel werden aktuelle Resultate zum altersabhängigen Verbundverhalten von Kohlefaser-Multifilamentgarnen ausgewählten Ergebnissen von Untersuchungen mit AR-Glasgarnen gegenübergestellt. Schwerpunkt der Darstellung sind dabei Einflüsse der Veränderungen in der Interphase zwischen Multifilamentgarn und Matrix auf das dauerhafte Leistungsvermögen des Filament-Matrix-Verbundes.

## 2 Material und Methoden

### 2.1 Bewehrungsgarne und Feinbetone

Für die Untersuchungen wurden Multifilamentgarne aus AR-Glas vom Typ CEMFIL (Hersteller: Saint Gobain Vetrotex) und Kohlefaser (Hersteller: Tenax Fibers GmbH) mit den in Tabelle 1 angegebenen Eigenschaften verwendet. Die Garne werden im Folgenden als ARG-VET640-03 und TEN-CF800-01 bezeichnet. Als zementgebundene Matrices wurden zwei bindemittelreiche Feinbetonmischungen (Größtkorn der Gesteinskörnung: 1 mm) verwendet, die sich in der Bindemittelzusammensetzung und damit der Hydratationskinetik und Alkalität unterscheiden (Tabelle 2). Die Feinbetone werden im Folgenden als Matrix M3 und M7 bezeichnet. Matrix M3 ist eine Rezeptur auf der Basis eines CEM I mit Abpufferung der Alkalität durch die Zugabe von Flugasche und Mikrosilika. Durch die Puzzolane werden das freigesetzte  $\text{Ca(OH)}_2$  (Portlandit; Kurzbezeichnung: CH) und die Alkalien gebunden. Der pH-Wert des Matrixmaterials nimmt von anfänglich pH = 12,6 im Alter von 28 Tagen auf pH = 12,4 im Alter von 360 Tagen ab. Bei Matrix M7 besteht das Bindemittel ausschließlich

aus CEM I. Hier wurden über den gesamten Untersuchungszeitraum Werte von  $\text{pH} = 12,7$  gemessen. Für Glasfasern stellt diese Matrix aufgrund ihrer hohen Alkalität einen Extremfall für die Beurteilung der Dauerhaftigkeit dar. Die Messung der pH-Werte erfolgte an definierten Aufschlämmungen des trockenen, gemahlenen Matrixmaterials, das aus nicht karbonatisierten Kernbereichen von Betonprismen entnommen wurde. Die Werte wurden mit einem digitalen pH-Meter der Fa. Knick mit einer im pH-Bereich geeichten Elektrode ermittelt.

**Tabelle 1:** Eigenschaften der für die Auszugversuche genutzten Multifilamentgarne

**Table 1:** Properties of multifilament yarns used for pullout tests

	ARG-VET640-03 (AR-Glas)		TEN-CF800-01 (Kohlefaser)	
	Filament	Multifilamentgarn	Filament	Multifilamentgarn
Anzahl der Filamente	1	1600	1	12000
Feinheit [tex]	0,399	665	0,067	803
Duchmesser [ $\mu\text{m}$ ]	13,59	-	6,96	-
Zugfestigkeit [MPa]	1917	1445	3245	1032
E-Modul [GPa]	75,7	74,1	213,5	223,0
Bruchdehnung [mm/m]	25,8	21,8	14,6	5,8

**Tabelle 2:** Zusammensetzung der Feinbetone, Massen in  $\text{kg/m}^3$

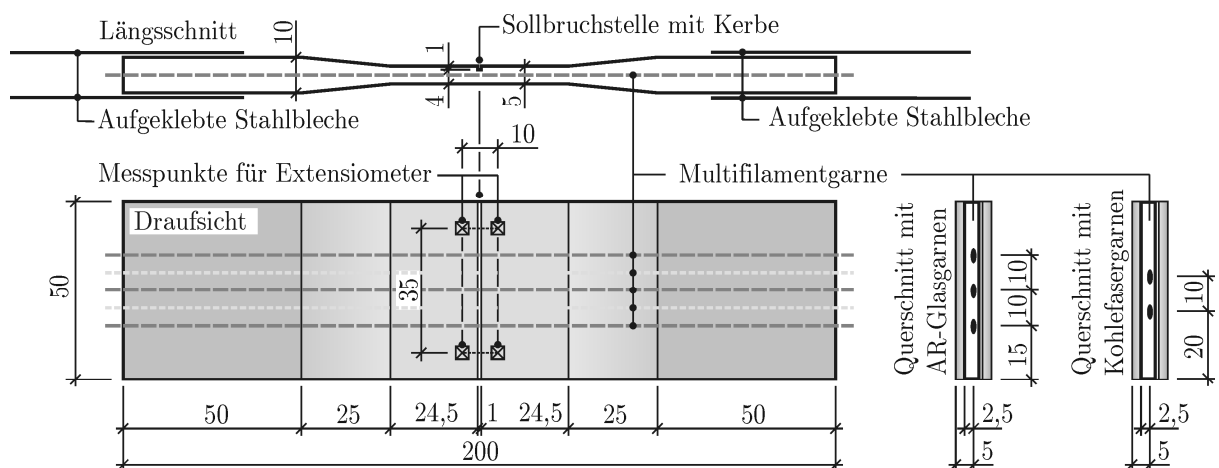
**Table 2:** Mix proportions of fine-grained concretes, indication of mass in  $\text{kg/m}^3$

	Matrix M3	Matrix M7
CEM I 32,5 R	557	861
Flugasche	251	-
Mikrosilika Suspension (50 M.-% Feststoff)	56	-
Sand 0-1 mm	1114	1148
Wasser	251	287

## 2.2 Geometrie und Herstellung der Probekörper

Der Verbund zwischen Matrix und Multifilamentgarnen, aus denen die textilen Bewehrungen konfektioniert sind, bestimmt zum großen Teil das mechanische Verhalten von TRC. Dessen Veränderung mit zunehmendem Alter dürfte daher maßgeblich auf eine Modifikation des rissüberbrückenden Lastabtragsverhaltens auf der Mesoebene Multifilamentgarn-Matrix zurückgeführt werden. Um die Alterungsmechanismen ohne Störeinflüsse, die sich aus der Herstellung und Geometrie der Bewehrungstextilien ergeben, zu untersuchen, wurden beidseitige Garnauszugsversuche durchgeführt. Dazu wurden doppelsymmetrische taillierte Probekörper mit einer Sollbruchstelle hergestellt und mit zwei Kohlefaser- bzw. drei AR-Glas-Multifilamentgarnen bewehrt (Bild 1).

Die Multifilamentgarne wurden vor dem Einbau in gestreckter Lage auf einem Spannrahmen fixiert. Der Bewehrungsgehalt wurde so gewählt, dass nur eine einmalige Rissbildung an der Sollbruchstelle mit nachfolgendem Garnauszug stattfinden soll. Der Fasergehalt im Querschnitt der Sollbruchstelle betrug bei VET-ARG640-03 0,37 Vol.-% und bei TEN-CF800-01 0,45 Vol.-%. Die Prüfkörper wurden in allseitig geschlossen Formen hergestellt, um identische Geometrien und Erhärtungsbedingungen sicherzustellen. Die Proben wurden im Alter von 24 Stunden ausgeformt und dabei die Multifilamentgarne vom Spannrahmen getrennt. Anschließend wurde ein Großteil der Proben einer beschleunigten Alterung in einer Nebelkammer bei 40 °C und 99 % rel. Feuchte unterzogen und 3 Tage vor dem Prüftermin aus der Nebelkammer entnommen und für die Prüfung konditioniert. Die verbleibenden Referenzproben wurden bis zur Prüfung im Normklima bei 20 °C und 65 % rel. Feuchte gelagert. Durch die beschleunigte Alterung werden zum einen verschärfte Bedingungen für die Dauerhaftigkeitsbewertung der Glasfasergarne geschaffen. Zum anderen laufen Hydratationsvorgänge beschleunigt ab, ohne dass die Morphologie der Hydratationsprodukte deutlich von derjenigen bei normaler, langfristiger Erhärtung des Bindemittels abweicht.



**Bild 1:** Probekörper für den beidseitigen Garnauszugsversuch mit Angabe der Garnanordnung, der Messpunkte für die Rissbreitenmessung und der Lasteinleitung (Maße in mm)

**Fig. 1:** Test sample geometry for double-side yarn pullout test. Indication of yarn arrangement, fixation of extensometers for crack width measurement and glued steel plates for loading

### 2.3 Durchführung der Versuche

Die beidseitigen Garnauszugsversuche erfolgten verformungsgesteuert in einer servo-hydraulischen Prüfmaschine. Die Probekörper wurden mit Hilfe von dünnen, geschlitzten Stahlblechen, die auf die Lasteinleitungsbereiche der Proben aufgeklebt waren (vgl. Bild 1), zwangungsfrei zwischen den hydraulischen Spannbacken der Prüfmaschine eingespannt. Die Verformungsgeschwindigkeit (gemessen am Kolben, Bereich I in Bild 2a und 2b) im unge-

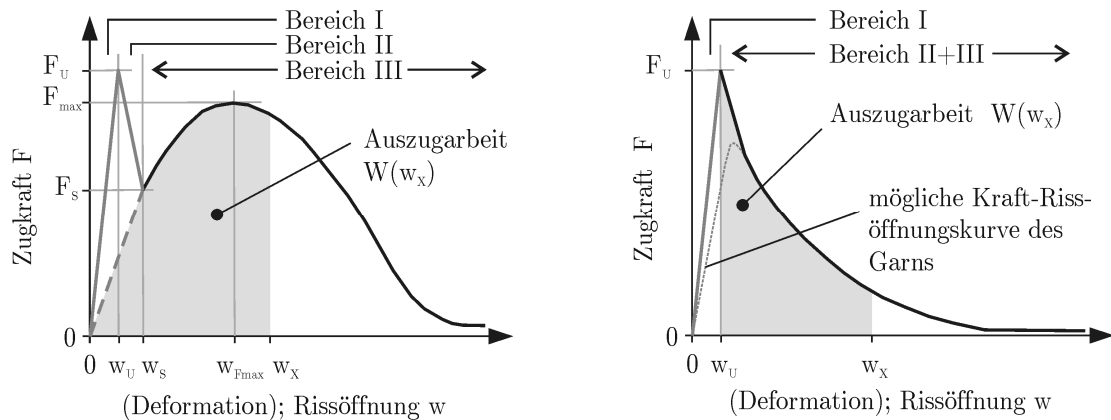
rissenen Zustand der Probe betrug 0,05 mm/min. Nach Beginn der Rissbildung an der Sollbruchstelle wurde der Riss mit 1 mm/min geöffnet (Bereich II und III in Bild 2a und 2b). Die Messung der Rissbreite erfolgte mit vier Extensiometern, die beidseitig der Sollbruchstelle befestigt waren (vgl. Bild 1). Nach der mechanischen Prüfung wurde das Gefüge der Interphasen zwischen Filamenten und Matrix in einem Elektronenmikroskop (ESEM mit angeschlossener EDX) untersucht. Dazu wurden Querschnittstreifen von 10 mm Länge von der Probe abgetrennt und entlang der Multifilamentgarne aufgespalten.

### 3 Experimentelle Ergebnisse und Diskussion

#### 3.1 Darstellung der Ergebnisse

Bei der beidseitigen Auszugprüfung werden Kraft-Deformations-Kurven ermittelt, die typischerweise in drei aufeinanderfolgende Bereiche unterteilt werden können (Kurventyp A, Bild 2a). Im **Bereich I** wird die ungerissene Probe zunehmend bis zum Erreichen der Prüfkraft  $F_U$  (Zugfestigkeit der Matrix) belastet. Der **Bereich II** beginnt mit dem Versagen der Matrix an der Sollbruchstelle. Die Prüfkraft  $F_U$  kann aufgrund des unterkritischen Bewehrungsgehaltes von den Filamenten nicht über den Riss übertragen werden. Sowohl die Prüfmaschine als auch die Probe entspannen sich innerhalb von Millisekunden und führen zur Einstellung einer Rissbreite  $w_s$ , bei der sich ein neuer Gleichgewichtszustand an der Probe einstellt. Im **Bereich III** findet der eigentliche Auszug der Multifilamentgarne statt. Die Filamente im Garnquerschnitt werden entsprechend ihrer Verbundcharakteristik mit zunehmender Dehnung verschieden stark beansprucht. Beim Erreichen ihrer Bruchdehnung versagen die Filamente und stehen für den rissüberbrückenden Lastabtrag nicht mehr zur Verfügung (z.B. [6]). Bei hochgradig intensivem Verbund zwischen Filamenten und Matrix oder bei korrosiver Faserschädigung mit der Folge verringerter Filamentfestigkeiten kann sich ein Materialverhalten entsprechend Bild 2b einstellen (Kurventyp B). Hier ist keine Unterscheidung zwischen Bereich II und Bereich III möglich und es existiert im Bereich II+III kein lokales Kraftmaximum, so dass  $F_{\max}$  nicht angegeben werden kann.

Die Ergebnisse werden als mittlere Garnauszugkraft-Rissweiten-Kurven dargestellt, denen Messwerte von 7 bis 10 einzelnen Versuchen zugrunde liegen. Um die graphischen Darstellungen auf das Wesentliche zu beschränken, wird beim Kurventyp A nur der Bereich III vollständig abgebildet, die Bereiche I und II werden durch eine von  $F(w=0)$  nach  $F(w_s)=F_s$  ansteigende Gerade ersetzt. Kurven vom Typ B werden vollständig (Bereich I und Bereich II+III) dargestellt. Um die Streuung der Messergebnisse zu bewerten und die verschiedenen Probetypen einfacher miteinander vergleichen zu können, werden weiterhin diskrete, auf den jeweiligen Mittelwert der Referenzproben normierte, Mess- und Rechenwerte der einzelnen Versuche (Faserauszugkraft  $F_{\max}$ , Garnauszugarbeiten  $W_{0,25}$  bei 0,25 mm und  $W_{0,5}$  bei 0,5 mm Rissöffnung) über dem Probenalter angetragen (z.B. Bild 3).

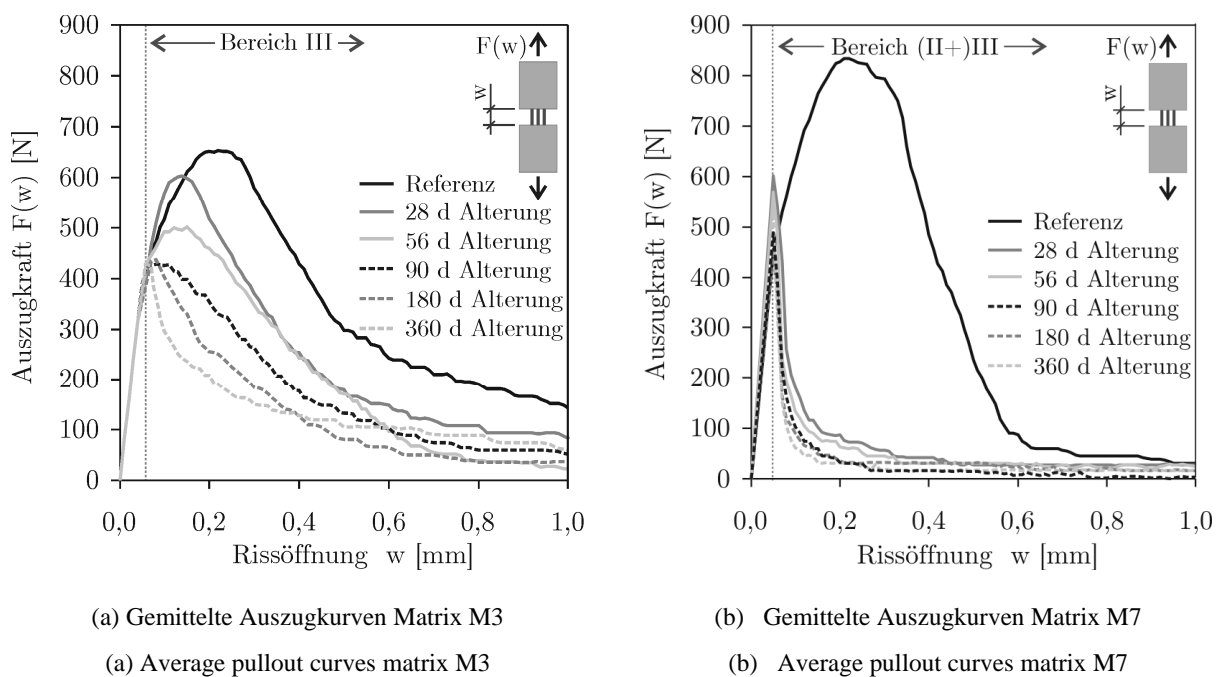
(a) Messwertkurve vom Typ A, Angabe von  $F_{\max}$ ,  $W(w_x)$ (b) Messwertkurven vom Typ B, Angabe von  $W(w_x)$ (a) Measured curve of type A, indication of  $F_{\max}$ ,  $W(w_x)$ (b) Measured curve of type B, indication of  $W(w_x)$ **Bild 2:** Schematische Darstellung von Auszugskurven mit Angabe von charakteristischen Werten**Fig. 2:** Schematic representation of pullout curves, indication of characteristic values

### 3.2 Ergebnisse an Glasfasern ARG-VET640-03

In Bild 3a sind die Auszugskurven von ARG-VET640-03 aus Matrix M3 dargestellt. Die Referenzproben zeigen ein typisches Auszugverhalten, das durch die zunehmende Belastung und das sukzessive Versagen der Filamente im Garn gekennzeichnet ist. Den Kurvenverläufen ist des Weiteren zu entnehmen, dass die gealterten Proben bei geringen Lasten und spröde versagen. Bei beschleunigter Alterung von 360 Tagen zeigen die Trendlinien einen deutlichen Rückgang sowohl bei  $F_{\max}$  auf 60 % als auch bei  $W_{0,25}$  bzw.  $W_{0,5}$  auf 40 % bzw. 30 % der Bezugsgröße (Bild 4). Nach Referenzlagerung konstituiert sich das Gefüge hauptsächlich aus CSH-Phasen. Kleine CH-Kristalle sind in geringem Umfang vorzufinden. Nach 360 Tagen Exposition in der Nebelkammer sind die Filamente mit bis zu 2  $\mu\text{m}$  dicken mineralischen Krusten bedeckt (Bild 6a). Die Krusten konstituieren sich überwiegend aus CSH-Phasen, in denen noch nicht vollständig hydratisierte Bestandteile des Bindemittels sowie CH eingelagert sind. Vereinzelt ist frei auskristallisiertes CH vorzufinden, das bevorzugt in Hohlräumen zwischen Filamenten oder Matrixporen ausgeschieden wird. Die Filamentoberflächen unter diesen Krusten zeigen keine im ESEM sichtbaren Korrosionsschäden [3, 6].

Bild 3b zeigt die Auszugskurven von ARG-VET640-03 aus Matrix M7. Der ansteigende Kurvenast der Referenzproben ist fast linear, was auf eine nahezu gleichmäßige Dehnung einer größeren Anzahl von Filamenten hindeutet und zu deutlich höheren maximalen Auszugkräften und Auszugarbeiten gegenüber Matrix M3 führt. Aber schon nach 28-tägiger Lagerung in der Nebelkammer zeigt die Kraft-Rissweiten-Kurve ein nahezu sprödes Versagen des Faser-Matrix-Verbundes an (vgl. Bild 5). Beim rissüberbrückenden Lastabtrag ist fast keine Mit-

wirkung der Garne festzustellen. Die Interphase zwischen Filamenten und Matrix ist nach Referenzlagerung durch zahlreiche feingliedrige CSH-Phasen bestimmt. Dazwischen liegen aber auch schon vereinzelt grobe CH-Kristalle vor, die z.T. von CSH-Phasen besiedelt sind (Bild 6b). Nach beschleunigter Alterung von 28 Tagen ist eine starke Zunahme des CH-Aufkommens festzustellen. Die Kristalle werden zwischen den Filamenten ausgeschieden und wachsen bis an die Filamentoberflächen heran [6]. Im Laufe der Hydratation findet eine wechselseitige Durchdringung von CH- und CSH-Phasen statt. Zum Garninnern hin nimmt der Anteil von CSH an den Mischphasen deutlich ab.



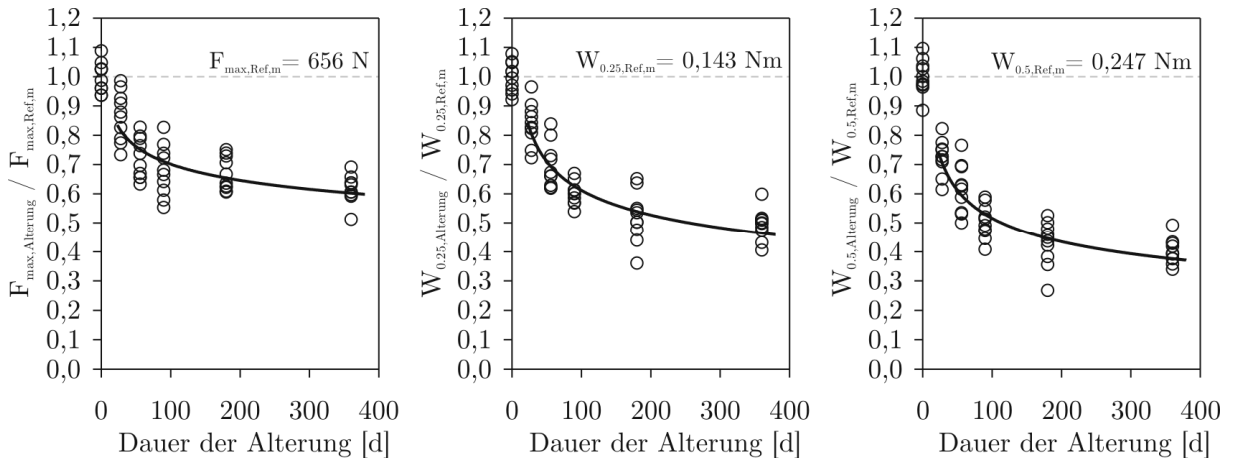
**Bild 3:** Mittlere Kraft-Rissöffnung-Kurven für Probekörper aus Matrix M3 und Matrix M7

**Fig. 3:** Average load-crack opening curves for specimens made of matrix M3 and matrix M7

Zwischen den Filamenten im Garninnern sind fast ausschließlich CH-Kristalle eingewachsen. Bei dieser extrem alkalischen Matrixzusammensetzung wurden an einzelnen Filamenten nach 56-tägiger beschleunigter Alterung erste sichtbare Korrosionsdefekte gefunden, deren Gestalt den in [2, 6] beschriebenen Ausprägungen entspricht. Mit zunehmender Expositionsdauer konnte nur eine marginale Zunahme der Defekthäufigkeit und -größe festgestellt werden [6].

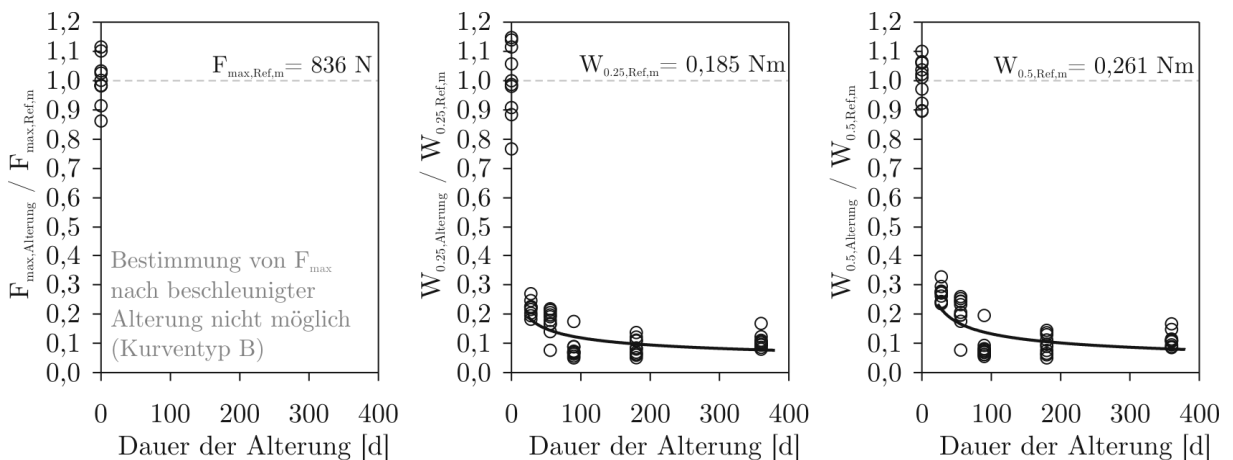
An beiden untersuchten Materialkombinationen sind Einbußen sowohl hinsichtlich der maximalen Faserauszugskraft als auch der Rissöffnungsarbeit mit zunehmendem Probenalter festzustellen (Bild 4, Bild 5). Durch die An- oder Einlagerung von Hydratationsprodukten an Filamentoberflächen oder in Filamentzwischenräumen wird mit zunehmendem Alter der Verbund intensiviert und damit die Beweglichkeit der rissüberbrückenden Filamente einge-

schränkt. Bei Rissaufweitung erreichen diese Filamente die Bruchdehnung schon bei geringeren Rissöffnungen und die Duktilität des Verbundwerkstoffes beim Faserauszug nimmt ab. Welches Gefüge sich in der Interphase ausbildet und in welchem Ausmaß die Verbundintensivierung stattfindet, hängt neben der Matrixzusammensetzung auch wesentlich von den Oberflächeneigenschaften der Filamente ab [10].



**Bild 4:** Normierte Garnauszugskräfte  $F_{\max}$  und Auszugsarbeiten  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; Matrix M3

**Fig. 4:** Standardized pullout loads  $F_{\max}$  and pullout works  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; matrix M3



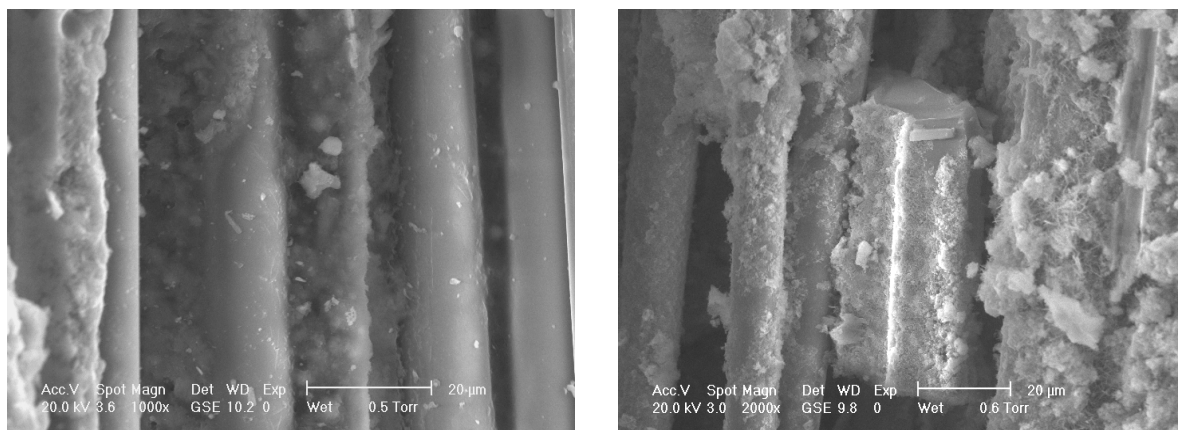
**Bild 5:** Normierte Garnauszugskräfte  $F_{\max}$  und Auszugsarbeiten  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; Matrix M7

**Fig. 5:** Standardized pullout loads  $F_{\max}$  and pullout works  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; matrix M7

Der Anteil des CH in den Mischphasen nimmt mit steigendem Portlandzementklinkeranteil im Bindemittel zu, bei Überschuss kristallisiert CH zusätzlich in Freiräumen zwischen den Filamenten aus. Bei gehäuftem Auftreten von CH wird das Verbundverhalten durch die großen, dünn tafelig geschieferten und spaltbaren Portlandite bestimmt. Im Gegensatz zu den Beobachtungen in [2] ist eine Vorzugsorientierung der CH-Kristalle (steiler Winkel der



Spaltebenen bzw. Portlandit tafeln) bei der Anlagerung an Filamentoberflächen festzustellen. Die CH-Kristalle wachsen an den schmalen Seitenflächen auf benachbarte Filamentoberflächen zu und passen sich deren Oberflächenform an [6]. Durch die ungünstige Orientierung der CH-Kristalle können nur geringe Schubkräfte auf die Filamente übertragen werden. Schon bei geringen Belastungen (z.B. Filamentverschiebungen) spalten, zersplittern und verkranten die Portlandite und üben lokal Querpressungen auf die Filamente aus. Die resultierenden Spannungssingularitäten führen schon bei geringen Normalspannungen zum Versagen der Filamente (z.B. [1]). Das gerichtete Kristallwachstum führt außerdem zu Kristallisationsdruck an den Filamentoberflächen [11] und damit zum beschleunigten Ablaufen von Lösungs- und Auslaugungsprozessen am Glaskörper [2]. Das unterkritische Risswachstum [4, 5] wird unter diesen Umständen gefördert, so dass schon nach relativ kurzer Zeit Korrosionsdefekte auftreten, die mit dem nahezu vollständigen Verlust der Filamentfestigkeit einhergehen (vgl. Bild 5, [6]).



- (a) Matrix M3 nach 360 d Alterung; Filamente von vollflächigen Aufwachsungen umhüllt  
 (b) Matrix M7 (Referenz); von CSH besiedelte große CH-Kristalle  
 (a) Matrix M3 after 360 d ageing; filaments covered by thin shells of hydration products  
 (b) Matrix M7 (reference specimen); CSH-phases growing on large CH crystals

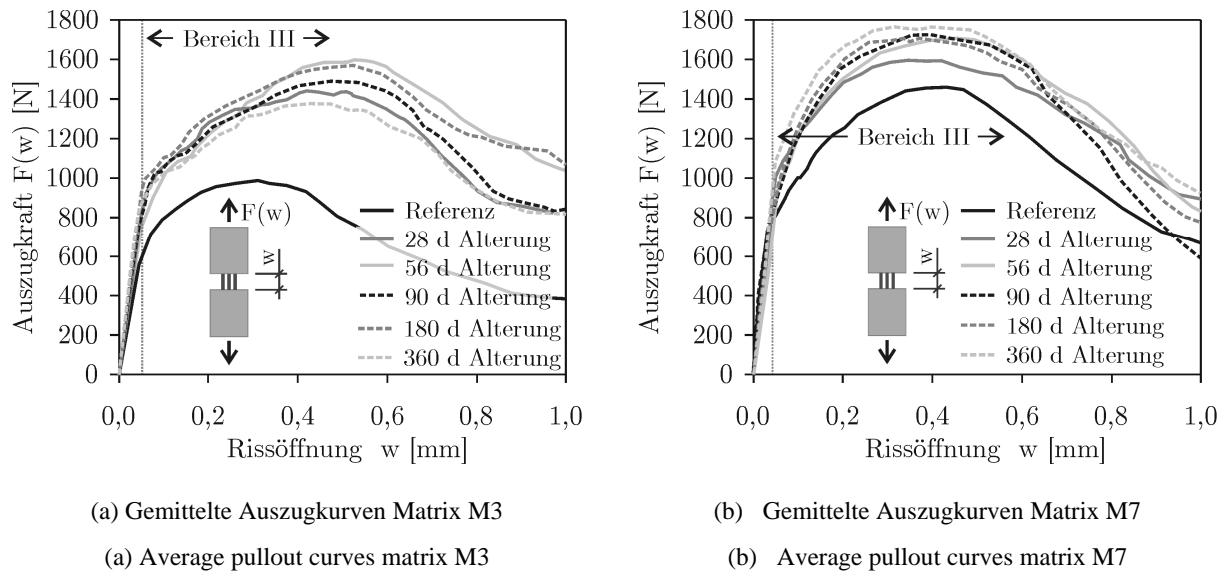
**Bild 6:** Interphasen zwischen Filamenten VET-ARG640-03 und Matrix M3 bzw. Matrix M7

**Fig. 6:** Interphases between filaments VET-ARG640-03 and matrix M3 as well as matrix M7

### 3.3 Ergebnisse an Kohlefaser TEN-CF800-01

In Bild 7 sind die Ergebnisse der Auszugversuche von TEN-CF800-01, die in Matrix M3 (Bild 7a) und Matrix M7 (Bild 7b) eingebettet wurden, gegenübergestellt. In beiden Fällen ist mit zunehmendem Alter eine Steigerung sowohl von  $F_{\max}$  als auch der Auszugarbeiten fest-

zustellen (Bild 8, Bild 9)<sup>4</sup>. Die Kurven für Matrix M3 deuten dabei auf ein ungünstigeres Materialverhalten als die der Matrix M7, gekennzeichnet durch geringere maximale Auszugskräfte und -arbeiten. Das Gefüge der Interphasen zwischen Randfilamenten und Matrix M3 ist durch relativ inhomogene Mischphasen aus CSH, CH und anhydrtisierter Flugasche gekennzeichnet (Bild 10a). Die Grenzflächen zu den Filamenten sind gefügedicht und „glatt“. Mit zunehmendem Alter werden in geringem Maße auch weiter innen liegende Filamente mit Hydratationsprodukten umhüllt. Die Morphologie der Grenzflächen verändert sich währenddessen kaum (geringfügige Verdichtungen, vgl. Bild 10b). Von grundsätzlich anderer Gestalt sind die Interphasen bei Matrix M7. Hier dominieren zahlreiche, feingliedrige CSH-Phasen das Gefüge (Bild 10c), CH ist nur im äußersten Randbereich des Garnes in geringem Umfang vorzufinden. Dass dennoch ein hohes CH-Aufkommen durch die Zusammensetzung der Matrix M7 gegeben ist, zeigte die massive Ausscheidung von CH in Matrixporen an.



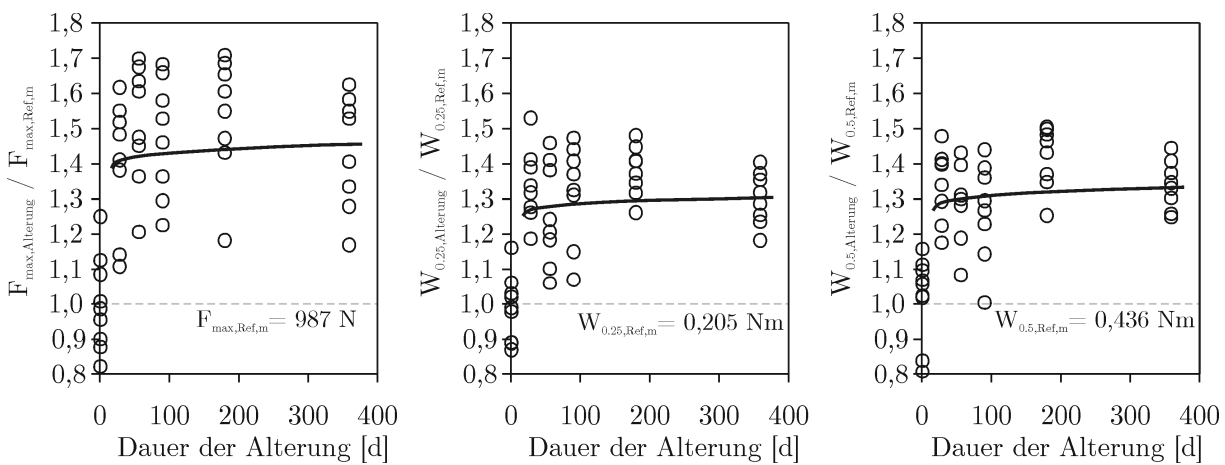
**Bild 7:** Mittlere Kraft-Rissöffnung-Kurven für Probekörper aus Matrix M3 und Matrix M7

**Fig. 7:** Average load-crack opening curves for specimens made of matrix M3 and matrix M7

Bei den Referenzproben waren nur Filamente aus dem Randbereich des Garnes von CSH-Phasen umhüllt. Im Vergleich zu Matrix M3 waren die Interphasen zwischen Filamenten und Matrix deutlich homogener und stetiger, die Grenzfläche zum Filament wirkte geradezu

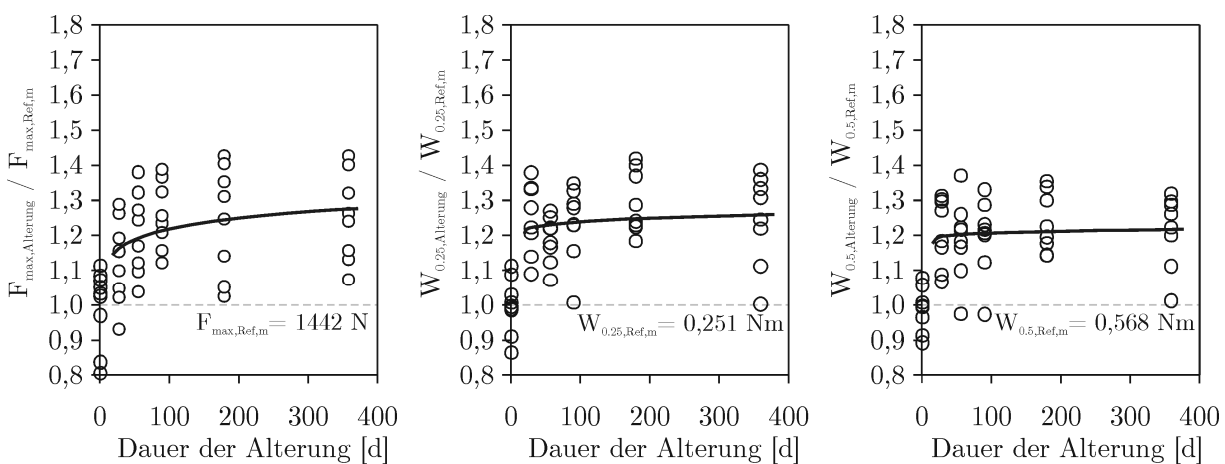
<sup>4</sup> Während der Prüfung war bei beiden Matrices nach beschleunigter Alterung an zahlreichen Proben eine Mehrfachrissbildung (parallel zur Sollbruchstelle) bzw. eine Rissbildung über den Bewehrungsgarnen (senkrecht zur Sollbruchstelle) zu verzeichnen. Die Kurven in Bild 7-9 können daher nur die Tendenz der Änderungen aufzeigen und keine exakten Mess- und Kennwerte für den Faserauszug angeben. Die Auszugversuche werden daher derzeit mit reduziertem Faservolumengehalt der Proben wiederholt.

„transparent“ (Bild 10d). Mit steigendem Alter war eine deutlich zunehmende Einbindung auch von Filamenten im Garninnern zu verzeichnen, die filigrane, „weiche“ Gestalt der CSH-Phasen blieb dabei erhalten. Auch in hohem Alter konnte *kein* signifikantes Aufkommen von CH in Form von Mischphasen in der Interphase oder als Abscheidung in Filamentzwischenräumen verzeichnet werden. Die Unterschiede im mechanischen Verhalten der Kohlefaser-garne beim Auszug aus Matrix M3 und M7 lassen sich teilweise in Analogie zu den Aussagen in Abschnitt 3.2. erklären: Je feingliedriger und homogener das Gefüge der Interphasen ist, desto höher ist das Leistungsvermögen des Verbundwerkstoffes. Vor allem die Abwesenheit von grobkristallinem CH führt zu deutlich besseren mechanischen Kennwerten. Die absolut höheren Kennwerte der Kohlefaser-Verbundwerkstoffe gegenüber AR-Glas-Kompositen sind durch die höhere Filamentfestigkeit (vgl. Tabelle 1) zu begründen.



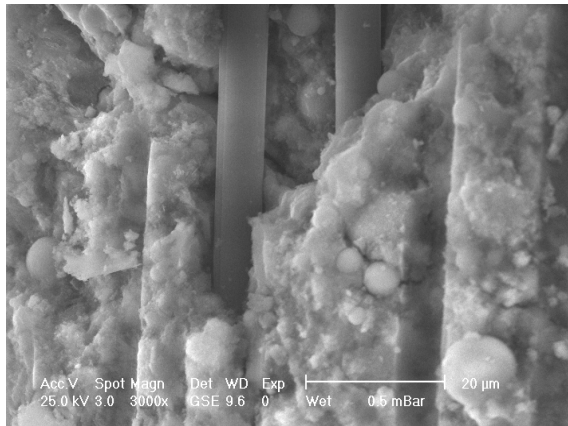
**Bild 8:** Normierte Garnauszugskräfte  $F_{\max}$  und Auszugsarbeiten  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; Matrix M3

**Fig. 8:** Normalised pullout loads  $F_{\max}$  and pullout works  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; matrix M3



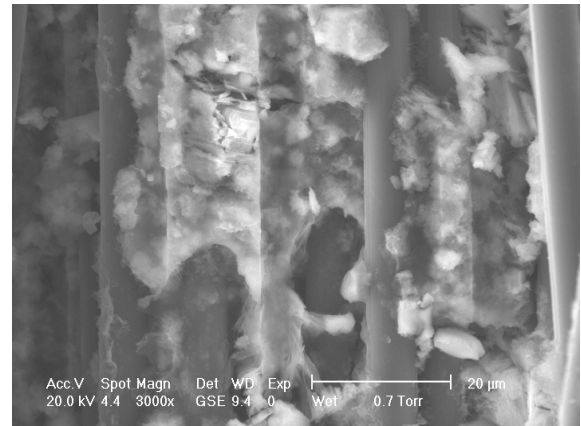
**Bild 9:** Normierte Garnauszugskräfte  $F_{\max}$  und Auszugsarbeiten  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; Matrix M7

**Fig. 9:** Normalised pullout loads  $F_{\max}$  and pullout works  $W_{0.25}$  und  $W_{0.5}$ ; matrix M7



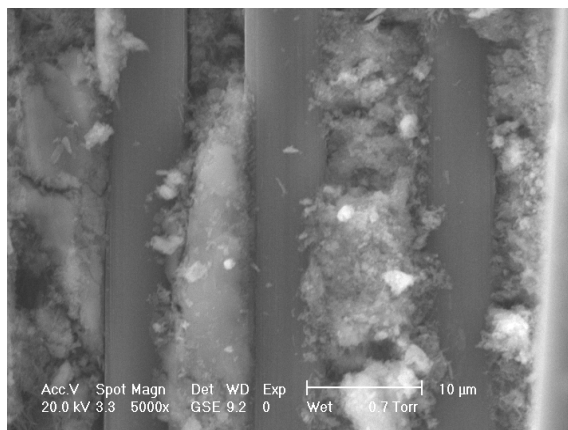
(a) Matrix M3 (Referenz); grobkristalline Mischphasen aus CH, CSH und geringfügig anhydratisierter Flugasche

(a) Matrix M3 (reference specimen), coarse mix-phases of CH, CSH and partly hydrated fly ash



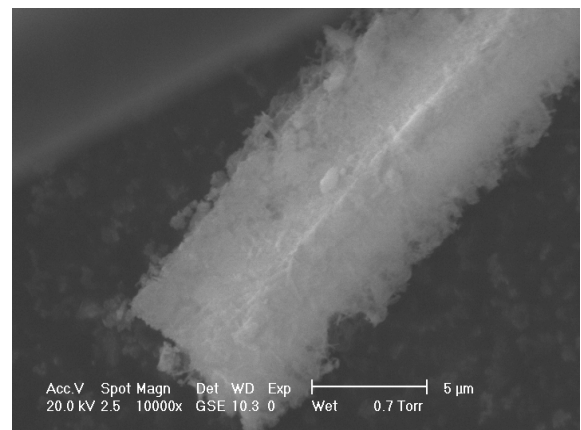
(b) Matrix M3 nach 360 d Alterung; glatte, gefügedichte Grenzflächen mit CH und CSH

(b) Matrix M3 after 360 d ageing; sleek and dense interfaces, containing CH and CSH



(c) Matrix M7 nach 360 d; filigrane, feingliedrige Hydrationsprodukte, „weiche“ Einbettung der Filamente

(c) Matrix M7 after 360 d accelerated ageing; delicate hydration products, “soft” embedding of filaments



(d) Matrix M7 nach 360 d; aus einem Filamentzwischenraum separierter Matrixbestandteil

(d) Matrix M7 after 360 d accelerated ageing, matrix separated from spacing between filaments

**Bild 10:** Interphasen zwischen Filamenten TEN-CF800-01 und Matrix M3 sowie Matrix M7

**Fig. 10:** Interphases between filaments TEN-CF800-01 and matrix M3 as well as matrix M7

Dass nur eine geringe bzw. keine Reduktion des Leistungsvermögens mit zunehmendem Alter eintritt ist zum einen durch die relativ invariante Gefügesituation in den Interphasen und zum anderen durch die Unempfindlichkeit der Kohlefaser gegenüber einem alkalischen Angriff aus der Porenlösung zu erklären. Die aus der Matrixzusammensetzung resultierende Gefügeausbildung in den Interphasen zwischen Kohlefaser und Matrix M3 bzw. M7 steht in

*vollständigem Gegensatz* zu den entsprechenden Ergebnissen bei AR-Glasfasern (vgl. Abschnitt 3.2, [6]). Hier führt wider Erwarten der Einsatz einer Matrix ohne puzzolanische Abpufferung des CH zu einem nahezu CH-freien, leistungsfähigen Gefüge in den Interphasen.

Über die Ursachen für dieses Phänomen, an dessen Aufklärung gearbeitet wird, kann zurzeit nur spekuliert werden: Von essentieller Bedeutung sind vermutlich die Oberflächeneigenschaften der Kohlefasern und deren Wechselwirkungen mit den in der hochalkalischen Porenlösung verfügbaren Ionenspezies. Die Art und Konzentration der Ionen scheint dabei wesentlich für die sich einstellende Gefügemorphologie zu sein. Weiterhin resultiert aus den deutlich kleineren Filamentdurchmessern der Kohlefaser TEN-CF800-01 gegenüber VET-ARG640-02 (vgl. Tabelle 1) eine höhere Packungsdichte der Filamente im Garn, die möglicherweise die Filamentzwischenräume gegenüber dem Zutritt ungünstig wirkender Agenzien abschirmt und so deren Abscheidung verhindert. Auf jeden Fall scheinen die Oberflächencharakteristika der Filamente in maßgeblicherer Weise als die Matrixzusammensetzung die Gefügeentwicklung zu bestimmen (z.B. [9]).

#### 4 Schlussfolgerungen

Die vorgestellten Untersuchungen bestätigen, dass die dauerhafte Leistungsfähigkeit von Verbundwerkstoffen aus Multifilamentgarnen und zementgebundener Matrix wesentlich von der zeitlichen Entwicklung der Morphologie in der Interphase zwischen Filamenten und Matrix bestimmt wird. Dominieren feingliedrige, homogene Hydratationsprodukte das Gefüge, ist ein hohes Leistungsvermögen zu erwarten. Mit zunehmender Vergrößerung der Strukturen sind Einbußen hinsichtlich Faserauszugkraft und Duktilität abzusehen. Beim Einsatz von AR-Glasfilamenten werden die Verbundphänomene zudem von den Auswirkungen möglicher Filamentkorrosion überlagert. Ein dominanter Einfluss der Filamentkorrosion ist vor allem in Matrices mit ungünstig hohen pH-Werten und bei ausgeprägter Abscheidung von CH an Filamentoberflächen vorzufinden. Bei Kohlefasern kann dagegen eine Filamentkorrosion ausgeschlossen werden.

Welche Art von Hydratationsprodukten sich in welchem Umfang an der Bildung der Interphasen beteiligt, wird bei den untersuchten Kohlefasern offenbar maßgeblich durch die Oberflächeneigenschaften der Filamente und nur in untergeordnetem Maße von der Matrixzusammensetzung bestimmt. Bei den eingesetzten Glasfasern dagegen konnte die Gefügeausbildung in den Interphasen mit der Zusammensetzung der Matrices in Beziehung gesetzt werden.

Die Untersuchungsergebnisse verdeutlichen die Vielgestaltigkeit und Komplexität der zum großen Teil noch unverstandenen Mechanismen, die Einfluss auf die primäre Ausbildung (z.B. [9]) und nachfolgende zeitliche Entwicklung der Verbundbereiche zwischen zementgebundenen Matrices und Filamentgarnen haben. Mit dem derzeitigen Wissensstand sind daher keine allgemein gültigen Vorhersagen zur altersabhängigen Entwicklung des Leistungsvermögens derartiger Materialverbünde vor allem beim Einsatz neuer bzw. modifizierter Garn-

materialien möglich. Vielmehr bleiben experimentelle Untersuchungen neuer Faser-Matrix-Kombinationen weiterhin unverzichtbar.

Die Unsicherheit bei der Prognose des Materialverhaltens weist zudem auf die Bedeutung von nachträglichen Beschichtungen der Garne bzw. Textilien hin, mit denen neben einer besseren mechanischen Ausnutzung des Garnquerschnittes auch definierte Oberflächeneigenschaften für verschiedene Garnmaterialien sichergestellt werden können.

## 5 Literatur

- [1] KATZ, A.; BENTUR, A.: Mechanisms and processes leading to changes in time in the properties of CFRC. *Advanced Cement Based Materials* 3, (1996), p. 1-13
- [2] Yilmaz, V.; Glasser, F.: Reaction of Alkali-Resistant Glass Fibres with Cement. Part 2: Durability in Cement Matrices Conditioned with Silica Fume. *Glass Technology* 32 (1991), p. 138-147
- [3] BUTLER, M.; MECHTCHERINE, V.; HEMPEL, S.: Experimental investigations on the durability of fibre-matrix interfaces in textile-reinforced concrete. *Cement & Concrete Composites* (2009), doi:10.1016/j.cemconcomp.2009.02.005 (in press)
- [4] PURNELL, P.; SHORT, N. R.; PAGE, C. L.: A static fatigue model for the durability of glass fibre reinforced cement. *Journal of Materials Science* 36 (2001), p. 5385-5390
- [5] ORLOWSKY, J.; RAUPACH, M.: Durability model for AR-glass fibres in textile-reinforced concrete. *Materials and Structures* 41 (2008), p. 1225-1233
- [6] BUTLER, M.: *Zur Dauerhaftigkeit von Verbundwerkstoffen aus zementgebundenen Matrices und alkaliresistenten Glasfaser-Multifilamentgarnen*. Technische Universität Dresden: Eigenverlag 2009 – Dissertation
- [7] OHAMA, Y.: Carbon-cement composites. *Carbon* 27 (1989), p. 729-737
- [8] LANGLOISA, V.; FIORIOA, B.; BEAUCOURA, A.: Experimental study of the mechanical behaviour of continuous glass and carbon yarn-reinforced mortars. *Construction and Building Materials* 21 (2007), p. 198-210
- [9] BADANOIU, A.; HOLMGREN, J.: Cementitious composites reinforced with continuous carbon fibres for strengthening of concrete structures. *Cement and Concrete Composites* 25 (2003), p. 387-394
- [10] ZINCK, P.; MÄDER, E.; GERARD, J. F.: Role of silane coupling agent and polymeric film former for tailoring glass fiber sizings from tensile strength measurements. *Journal of Materials Science* 36 (2001), p. 5245-5252
- [11] SCHERER, G. W.: Crystallization in pores. *Cement and Concrete Research* 29 (1999), p. 1347-1358